

Принцип аддитивности термической и атермической составляющих твердорастворного упрочнения в многокомпонентных сплавах

Н. И. Луговой, В. Н. Слюняев*, Н. П. Бродниковский

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины
03142, Киев, Украина, ул. Кржижановского, 3

*E-mail: vns@ipms.kiev.ua

Твердорастворное упрочнение многокомпонентных сплавов проанализировано с использованием принципа аддитивности его термической и атермической составляющих. В ряде исследований многокомпонентных сплавов атермической составляющей пренебрегают. Игнорирование атермической компоненты может привести к неточному расчету предела текучести в этих сплавах. Это недопустимо, поскольку неправильный прогноз предела текучести приводит к неоптимальному проектированию таких сплавов.

Ключевые слова: *твердорастворное упрочнение, предел текучести, термическая и, атермическая составляющие.*

Большой интерес к многокомпонентным сплавам обусловлен уникальным сочетанием их физико-механических свойств: высокой прочности и износостойкости при низких и повышенных температурах, стойкости к окислению и коррозии, стабильности микроструктуры [1—3]. Упрочнение таких сплавов, представляющих собой многокомпонентный однофазный твердый раствор, имеет большое значение для различных технических применений, а его надежное прогнозирование является ключевым фактором при разработке высокопрочных и химически стойких многокомпонентных сплавов [2, 4]. Например, для анализа экспериментальных данных в упрощенной форме используется модель Лабуша, в соответствии с которой предел текучести пропорционален $X^{2/3}$, где X — атомная доля растворенного элемента, и подгоночному параметру [5, 6]. Зависимости предела текучести от температуры и скорости деформации при этом не учитываются.

Напряжение течения или предел текучести можно представить как сумму термической и атермической составляющих [7—12]. В разбавленных твердых растворах, в которых взаимодействием между атомами растворенных элементов можно пренебречь (где концентрация доминирующего элемента не менее ~95% (ат.)), имеются термическая и атермическая компоненты твердорастворного упрочнения, действующие аддитивно [12, 13]. Таким образом, как термическая, так и атермическая компоненты предела текучести для разбавленных твердых растворов, в свою очередь, подразделяются на вклад элемента-растворителя и вклад от упрочнения, вызванного растворенными элементами. Насколько нам известно, на данный момент не опубликовано каких-либо работ, где подобные вклады рассматриваются для многокомпонентных сплавов со

значительной концентрацией растворенных элементов. Очевидно, в этих сплавах нельзя выделить какой-либо компонент в качестве элемента-растворителя.

Следует отметить, что иногда термин “атермическая компонента” применяется к пределу текучести при температуре абсолютного нуля [14]. В данной работе под атермической компонентой понимается аддитивный вклад в предел текучести, который практически не зависит от температуры. В ряде работ эта составляющая не игнорируется и ее существование подтверждается экспериментально [11, 15—21]. Однако в некоторых исследованиях, посвященных анализу твердорастворного упрочнения, атермическая составляющая игнорируется [22—26]. Правильная интерпретация термической и атермической составляющих важна для моделирования твердорастворного упрочнения в многокомпонентных сплавах [21].

Цель настоящей работы — обобщить принцип аддитивности термической и атермической компонент предела текучести применительно к однофазным многокомпонентным сплавам в виде монокристаллов, то есть идентифицировать и интерпретировать все вклады в их предел текучести.

На основании результатов [12, 13] критическое напряжение сдвига разбавленного твердого раствора может быть выражено как

$$\tau = \bar{\tau}^* + \bar{\tau}_\mu + \Delta\tau^* + \Delta\tau_\mu, \quad (1)$$

где $\bar{\tau}^*$ и $\bar{\tau}_\mu$ — термическая и атермическая составляющие критического

напряжения сдвига *чистого растворителя*; $\Delta\tau^* = \left(\sum_i p_i(T, \dot{\gamma})^{1/m} X_i \right)^m$

и $\Delta\tau_\mu = \left(\sum_i k_i^{1/n} X_i \right)^n$ — термическая и атермическая компоненты

твердорастворного упрочнения соответственно; X_i — атомная доля i -го растворенного элемента; k_i и $p_i(T, \dot{\gamma})$ — коэффициенты для i -го растворенного элемента; m и n — показатели степени (для ГЦК и ОЦК сплавов m и n могут быть равны 1/2, 2/3 или 1, как установлено в работах [13, 14, 20, 27—29]). Зная сдвиговое напряжение, можно найти соответствующее нормальное напряжение, используя фактор Тейлора M : $\sigma = M\tau$. Это важно для поликристаллических материалов. В разбавленном твердом растворе элемент с наибольшей атомной долей может быть выделен как растворитель, а суммирование в выражениях для $\Delta\tau^*$ и $\Delta\tau_\mu$ выполняется *только для растворенных элементов*. В этом случае все искажения решетки, вызванные растворенными элементами, рассматриваются относительно решетки растворителя. В случае, когда доли растворенных элементов стремятся к нулю, компоненты $\Delta\tau^*$ и $\Delta\tau_\mu$ также стремятся к нулю.

Термическая компонента твердорастворного упрочнения является результатом термически активируемого ближнедействующего взаимодействия дислокации с растворенными элементами [14, 22]. Атермическая составляющая — результат дальнедействующего взаимодействия дислокации с препятствиями. Это приводит к аддитивности термической и атермической составляющих. Существуют объяснения атермической компоненты (так называемого напряжения “плато”), основанные на

дальнодействующих взаимодействиях типа дислокация / лес дислокаций [30], дислокация / кластер растворенных атомов [31] и дислокация / примесная атмосфера [32]. До сих пор такие взаимодействия описаны неполно и все перечисленные модели имеют существенные недостатки. Однако отсутствие убедительного объяснения атермической компоненты не означает, что она не существует. Очевидно, что существование атермической составляющей не вызывает сомнений [30].

В работе [4] была опробована методика расчета атермической компоненты твердорастворного упрочнения с использованием меры несоответствия размеров атомов и модулей упругости, а также выражения, подобного применяемому в модели Лабуша. Метод основан на прямой аналогии с выражением для предела текучести при температуре абсолютного нуля, поскольку напряжение “плато” (атермическая составляющая) пропорционально концентрации растворенного элемента в степени $n = m$, то есть ведет себя таким же образом, как и сопротивление сдвигу ниже области “плато” (как твердорастворное упрочнение при низкой температуре) [14]. К сожалению, использование таких выражений для вычисления атермической компоненты не имеет удовлетворительного физического обоснования. Возможно, применение такого выражения может быть объяснено коллективным взаимодействием дислокаций. Однако это — предмет дальнейшего исследования.

Для многокомпонентных однофазных твердых растворов, где нет доминирующего компонента с содержанием более 95% (ат.), нет физически обусловленных причин выделять отдельный компонент сплава как растворитель, то есть в качестве исходного состояния, относительно которого оцениваются все несоответствия. Однако в этом случае может быть рассмотрен эффективный (виртуальный) растворитель, представляющий весь сплав и имеющий его кристаллическую структуру. Такой растворитель, как среднее исходное состояние сплава, как бы обладает всеми эффективными свойствами реального сплава [22]. Когда концентрация одного из компонентов сплава приближается к единице, в то время как содержание других элементов приближается к нулю, виртуальный растворитель приближается к матрице доминирующего элемента сплава и в этом случае естественным образом возникает традиционное рассмотрение разбавленных систем, где один из компонентов может выполнять роль растворителя. В таком “среднем сплаве” каждый атом реального компонента может рассматриваться как “растворенный” атом в решетке виртуального растворителя. Несоответствия размеров атомов и модулей упругости следует определять относительно среднего исходного состояния сплава (то есть относительно виртуального растворителя).

На основании концепции виртуального растворителя предел текучести многокомпонентного однофазного твердого раствора в терминах нормальных напряжений может быть записан в виде

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}^* + \bar{\sigma}_\mu + \Delta\sigma^* + \Delta\sigma_\mu, \quad (2)$$

где $\bar{\sigma}^*$ и $\bar{\sigma}_\mu$ — термическая и атермическая компоненты предела текучести виртуального растворителя; $\Delta\sigma^* = \left(\sum_i P_i(T, \dot{\gamma})^{1/m} X_i \right)^m$ и

$$\Delta\sigma_{\mu} = \left(\sum_i K_i^{1/n} X_i \right)^n \quad \text{— термическая и атермическая компоненты}$$

твердорастворного упрочнения соответственно; K_i и $P_i(T, \dot{\gamma})$ — коэффициенты для i -го растворенного элемента, зависящие от параметров виртуального растворителя. Суммирование в выражениях для $\Delta\tau^*$ и $\Delta\tau_{\mu}$ выполняется для всех компонентов сплава. В этом случае все искажения решетки, вызванные растворенными элементами, рассматриваются относительно решетки виртуального растворителя. Когда концентрация одного из компонентов сплава приближается к единице, в то время как другие концентрации приближаются к нулю, уравнение (2) преобразуется в уравнение (1) с учетом фактора Тейлора M . В этом случае предел текучести виртуального растворителя приближается к пределу текучести доминирующего элемента сплава. Слагаемые, соответствующие доминирующему элементу в суммах для $\Delta\tau^*$ и $\Delta\tau_{\mu}$, стремятся к нулю, потому что K_i и $P_i(T, \dot{\gamma})$ для доминирующего элемента стремятся к нулю из-за уменьшения разницы между виртуальным растворителем и доминирующим элементом. Уравнение (2) является обобщением принципа аддитивности термической и атермической компонент твердорастворного упрочнения для многокомпонентных сплавов, а уравнение (1) — его частный случай.

В работах [22, 23] разработана теория для описания твердорастворного упрочнения материалов с низким напряжением Пайерлса (сплавов с ГЦК и ГПУ решетками), в которой используются энергии взаимодействия между атомами растворенных элементов и дислокацией, рассчитанные из первых принципов. Теория дает хорошие прогнозы твердорастворного упрочнения без использования подгоночных параметров. Данная теория применима для расчета упрочнения многокомпонентных однофазных твердых растворов. В соответствии с [22] в некоторых сплавах с низким напряжением Пайерлса возможны две равновесные конфигурации дислокации. Первой конфигурации соответствуют относительно высокий предел текучести при нулевой температуре и низкая энергия активации. Вторая конфигурация характеризуется относительно небольшим пределом текучести при нулевой температуре и высокой энергией активации. Для скольжения дислокации обе конфигурации должны быть преодолены при помощи термической активации. При любом заданном напряжении одна из конфигураций будет доминировать. Две разные конфигурации приводят к двум режимам температурной зависимости предела текучести. Низкотемпературное поведение контролируется первой конфигурацией с более резкой температурной зависимостью. При более высоких температурах доминирует вторая конфигурация, приводящая к более пологой температурной зависимости, которая в работе [22] приписывается стадии, соответствующей “плато”. Согласно [22], это полностью объясняет существование высокотемпературного “плато” и для объяснения этого явления не требуется никаких дополнительных атермических механизмов. Однако в то время как в некоторых сплавах, например в Mg—Zn (с ГПУ решеткой), существуют две равновесные конфигурации дислокаций, в сплавах Al—Mn (с ГЦК решеткой) существует только одна

конфигурация. Поэтому объяснение “плато”, основанное на двух конфигурациях, нельзя применить ко всем сплавам с низким напряжением Пайерлса. Более того, такое объяснение не относится к сплавам с ОЦК решеткой, в то время как высокотемпературное “плато” наблюдается в моно- и поликристаллических сплавах с ГЦК, ГПУ и ОЦК структурами. Таким образом, для объяснения режима “плато” необходимо найти какой-то альтернативный механизм. Следует отметить, что в последних работах, посвященных моделям твердорастворного упрочнения, атермической составляющей пренебрегают [22—26]. Использование таких моделей значительно снижает точность определения предела текучести.

В данной работе атермическую компоненту $\Delta\sigma_{\mu}$ оценивали, используя результаты [4], для сплавов Mg—0,15% (ат.) Zn, Mg—0,258% (ат.) Zn, Mg—0,45% (ат.) Zn, CoCrFeNi и CoCrFeMnNi. Рассчитанные атермические компоненты были добавлены к температурным зависимостям предела текучести, полученным для сплавов Mg—0,15% (ат.) Zn, Mg—0,258% (ат.) Zn, Mg—0,45% (ат.) Zn в работе [22]. Эти кривые показаны на рис. 1. Видно, что уточненные зависимости лучше согласуются с экспериментальными данными из [33], чем расчетные данные из [22].

В работе [24] получены экспериментальные данные для термической σ^* и атермической σ_{μ} компонент в многокомпонентных сплавах CoCrFeNi и CoCrFeMnNi. В этой работе атермическая составляющая рассматривается как компонента, которая относится только к зернограничному упрочнению (напряжение Холла—Петча) $\Delta\sigma_{H-P} = k_y d^{1/2}$, где k_y и d — коэффициент Холла—Петча и размер зерна соответственно. Однако анализ данных работ [24, 34] показал, что экспериментальные атермические компоненты превышают напряжение Холла—Петча для обоих сплавов: $\sigma_{\mu} = 184$ МПа и $\Delta\sigma_{H-P} = 174,5$ МПа для сплава CoCrFeNi; $\sigma_{\mu} = 109$ МПа и $\Delta\sigma_{H-P} = 69,9$ МПа для сплава CoCrFeMnNi. Диаграммы предела текучести, напряжения Холла—Петча, термической и атермической компонент для сплавов CoCrFeNi и CoCrFeMnNi представлены на рис. 2, где также показано соответствующее атермическое твердорастворное упрочнение (АТУ). Видно, что расчетная атермическая составляющая твердорастворного упрочнения коррелирует с разницей между экспериментальным значением атермической составляющей и напряжением

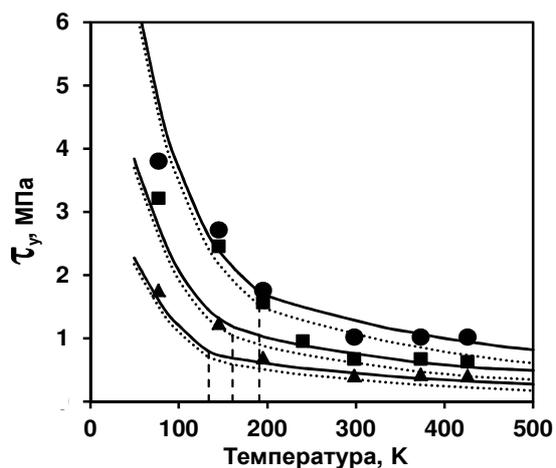
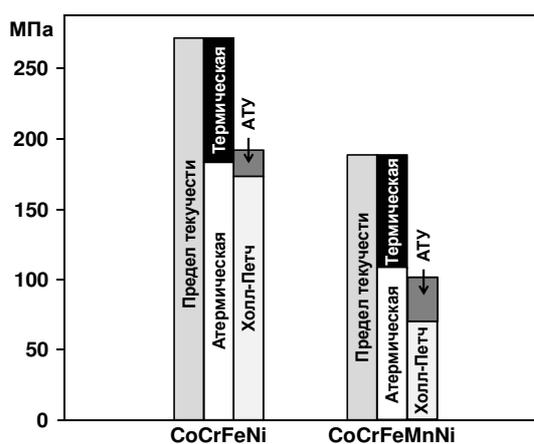


Рис. 1. Температурные зависимости предела текучести для сплавов Mg—Zn с содержанием 0,450 (●), 0,258 (■) и 0,150% (ат.) (▲) Zn: пунктирные кривые — расчетные зависимости, полученные в работе [22]; сплошные соответствуют добавлению атермической компоненты. Экспериментальные данные взяты из работы [33].

Холла—Петча. Следует отметить, что расчетная атермическая компонента твердорастворного упрочнения для CoCrFeMnNi больше, чем для CoCrFeNi . Соответствующие разницы между экспериментальным значением атермической составляющей и напряжением Холла—Петча также демонстрируют подобную закономерность. Таким образом, несоответствие между экспериментальным значением атермической компоненты и напряжением Холла—Петча может быть обусловлено атермическим твердорастворным упрочнением, которым нельзя пренебрегать.

Также важно надежно прогнозировать термическую составляющую твердорастворного упрочнения. В работе [26] для расчета термической составляющей предложено применить модель Лабуша с температурно-зависимой подгоночной константой. Для определения такой константы необходим набор экспериментальных данных. Это довольно трудоемкая процедура, поскольку следует использовать эти наборы экспериментальных данных при разных температурах, чтобы получить зависящую от температуры постоянную. В соответствии с [24] термическая составляющая может быть рассчитана с использованием значения ширины дислокации в многокомпонентных сплавах. Однако зависимость этого параметра от состава сплава обычно неизвестна. Определить термическую компоненту твердорастворного упрочнения в сплавах с ГЦК и ГПУ решетками без каких-либо подгоночных параметров можно также в рамках теории, основанной на энергии взаимодействия между атомом растворенного элемента и дислокацией [22, 23]. Расчетные значения твердорастворного упрочнения, зависящие от температуры, в сплавах CoCrFeNi и CoCrFeMnNi хорошо согласуются с разницей между экспериментальным значением предела текучести и напряжением Холла—Петча [24, 34]. Но эти теоретические прогнозы хуже согласуются с экспериментальными значениями термической составляющей предела текучести для этих сплавов [24]. Термическая составляющая, рассчитанная с использованием закона Вегарда для напряжений Пайерлса отдельных компонентов сплава [35], дает лучшую корреляцию с экспериментальными значениями термической составляющей для CoCrFeNi и CoCrFeMnNi . Следует отметить, что такой подход с законом Вегарда применим только для многокомпонентных сплавов, в которых одновременно присутствуют компоненты как с ГЦК, так и с ОЦК решеткой.

Рис. 2. Диаграммы предела текучести, экспериментальных термической и атермической компонент, напряжения Холла—Петча и атермического твердорастворного упрочнения при комнатной температуре для CoCrFeNi и CoCrFeMnNi .



Анализ последних работ по твердорастворному упрочнению в многокомпонентных сплавах показал необходимость разработки более точных методов прогнозирования термической компоненты. Неточный расчет термической компоненты и игнорирование атермической компоненты приводят к неправильному определению предела текучести многокомпонентного сплава. Это, в свою очередь, ведет к ошибкам при разработке таких сплавов. В настоящей работе обобщен принцип аддитивности термической и атермической составляющих твердорастворного упрочнения применительно к многокомпонентным однофазным твердым растворам, что важно для разработки новых высокопрочных и химически стойких многокомпонентных сплавов, в частности, при помощи эволюционных алгоритмов [2].

Список литературы

1. Tsai M.H., Yeh J.W. High-entropy alloys: a critical review. *Mater. Res. Lett.* 2014. Vol. 2 (3). P. 107–123.
2. Menou E., Toda-Caraballo I., Rivera-Diaz-del-Castillo P.E., Pineau C., Bertrand E., Ramstein G. and Tancret F. Evolutionary design of strong and stable high entropy alloys using multi-objective optimisation based on physical models, statistics and thermodynamics. *Mater. Des.* 2018. Vol. 143. P. 185–195.
3. Gorr B., Azim M., Christ H.J., Mueller T., Schliephake D. and Heilmaier M. Phase equilibria, microstructure, and high temperature oxidation resistance of novel refractory high-entropy alloys. *J. Alloy. Compd.* 2015. Vol. 624. P. 270–278.
4. Луговий М.І., Слюняєв В.М., Бродніковський М.П., Фірстов С.О. Розрахунок твердорозчинного зміцнення багатоконпонентних жароміцних сплавів. *Електронна мікроскопія і прочність матеріалів*. К. : Ін-т пробл. матеріалознавства НАН України. 2017. Вип. 23. С. 3–9.
5. Zander J., Sandstroem R. and Vitos L. Modelling mechanical properties for non-hardenable aluminium alloys. *Comput. Mater. Sci.* 2007. Vol. 41 (1). P. 86–95.
6. Zander J., Sandstroem R. One parameter model for strength properties of hardenable aluminium alloys. *Mater. Des.* 2008. Vol. 29 (8). P. 1540–1548.
7. Conrad H.J. Thermally activated deformation of metals. *JOM*. 1964. Vol. 16 (7). P. 582–588.
8. Conrad H. An investigation of the rate controlling mechanism for plastic flow of copper crystals at 90 and 170 K. *Acta Metall.* 1958. Vol. 6 (5). P. 339–350.
9. Seeger A. Theorie der kristallplastizität. *Zeitschrift für Naturforschung A*. 1954. Vol. 9 (10). P. 856–869.
10. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. Киев : Наук. думка, 1975.
11. Фирстов С.А., Рогуль Т.Г. Термоактивационный анализ температурной зависимости напряжения течения в твёрдых растворах с ГЦК решеткой. *Металлофизические новейшие технологии*. 2017. Т. 39 (1). С. 33–48.
12. Gypen L.A., Deruyttere A. Multi-component solid solution hardening. Part 1. Proposed model. *J. Mater. Sci.* 1977. Vol. 12 (5). P. 1028–1033.
13. Gypen L.A., Deruyttere A. Multi-component solid solution hardening. Part 2. Agreement with experimental results. *J. Mater. Sci.* 1977. Vol. 12 (5). P. 1034–1038.
14. Argon A.S. *Strengthening Mechanisms in Crystal Plasticity*. Oxford: Oxford University Press, 2008.
15. Firstov S.A., Krapivka N.A., Ponomarev S.S., Tkach V.N., Kovylyayev V.V., Karpets M.V. Solid-solution hardening of a high-entropy AlTiVCrNbMo alloy. *Russ. Metall. (Metally)*. 2014. Vol. 4. P. 285–292.
16. Firstov S.A., Krapivka N.A., Ponomarev S.S., Kovylyayev V.V., Danilenko N.I., Bega N.D., Danilenko V.I., Chugunova S.I. Structural features and solid-solution

- hardening of high-entropy CrMnFeCoNi alloy. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2016. Vol. 55 (3-4). P. 225–235.
17. Фирстов С.А., Роголь Т.Г., Крапивка Н.А., Чугунова С.И. Термоактивационный анализ температурной зависимости напряжения течения в твёрдых растворах с ОЦК решеткой. *Металлофизические новейшие технологии.* 2018. Т. 40 (2). С. 219–234.
 18. Фирстов С.А., Роголь Т.Г., Шут О.А. Особенности упрочнения при переходе к нанокристаллическому состоянию в чистых металлах и твердых растворах. *Порошковая металлургия.* 2018. № 3-4. С. 43–61.
 19. Podolskiy A.V., Tabachnikova E.D., Voloschuk V.V., Gorban V.F., Krapivka N.A., Firstov S.A. Mechanical properties and thermally activated plasticity of the $\text{Ti}_{30}\text{Zr}_{25}\text{Hf}_{15}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{10}$ high entropy alloy at temperatures 4.2–350 K. *Mater. Sci. Engineering A.* 2018. Vol. 710. P. 136–141.
 20. Фирстов С.А., Роголь Т.Г. Композиционный подход к описанию твердо-растворного упрочнения в бинарных растворах с неограниченной растворимостью компонентов. *Доп. НАН України.* 2018. № 8. С. 59–64.
 21. Coury F.G., Kaufman M., Clarke A.J. Solid-solution strengthening in refractory high entropy alloys. *Acta Mater.* 2019. Vol. 175. P. 66–81.
 22. Varvenne C., Leyson G.P., Ghazisaeidi M. and Curtin W.A. Solute strengthening in random alloys. *Acta Mater.* 2017. Vol. 124. P. 660–683.
 23. Varvenne C., Luque A. and Curtin W.A. Theory of strengthening in fcc high entropy alloys. *Acta Mater.* 2016. Vol. 118. P. 164–176.
 24. Wu Z., Bei H., Pharr G.M. and George E.P. Temperature dependence of the mechanical properties of equiatomic solid solution alloys with face-centered cubic crystal structures. *Acta Mater.* 2014. Vol. 81. P. 428–441.
 25. Wu Z., Gao Y. and Bei H. Thermal activation mechanisms and Labusch-type strengthening analysis for a family of high-entropy and equiatomic solid-solution alloys. *Acta Mater.* 2016. Vol. 120. P. 108–119.
 26. Toda-Caraballo I., Rivera-Diaz-del-Castillo P.E. Modelling solid solution hardening in high entropy alloys. *Acta Mater.* 2015. Vol. 85. P. 14–23.
 27. Haasen P. and Kratochvil P. *Proceedings of the 3rd International Reinstoff-symposium in Dresden.* Berlin, 1973. Akademie Verlag. P. 383.
 28. Wesemann I., Hoffmann A., Mrotzek T. and Martin U. Investigation of solid solution hardening in molybdenum alloys. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2010. Vol. 28 (6). P. 709–715.
 29. Poehl C., Schatte J. and Leitner H. Solid solution hardening of molybdenum–hafnium alloys: Experiments and modeling. *Mater. Sci. Eng. A.* 2013. Vol. 559. P. 643–650.
 30. Hull D., Bacon D.J. *Introduction to Dislocations.* Fifth Edition. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK, 2011.
 31. Labusch R., Aheam J.S., Grange G. and Haasen P. Rate Processes in Plastic Deformation. Eds. J.C.M. Li and A.K. Mukherjee. Cleveland, OH. *Amer. Soc. Metals.* 1975. P. 26.
 32. Kocks U.F. Kinetics of solution hardening. *Metall. Trans. A.* 1985. Vol. 16 (12). P. 2109–2129.
 33. Akhtar A., Teghtsoonian E. Solid solution strengthening of magnesium single crystals. I. Alloying behaviour in basal slip. *Acta Metall.* 1969. Vol. 17 (11). P. 1339–1349.
 34. Otto F., Dlouhy A., Somsen C., Bei H., Eggeler G. and George E.P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *Acta Mater.* 2013. Vol. 61 (15). P. 5743–5755.
 35. Sriharitha R., Murty B.S. and Kottada R.S. Alloying, thermal stability and strengthening in spark plasma sintered $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ high entropy alloys. *J. Alloy. Compd.* 2014. Vol. 583. P. 419–426.

Принцип адитивності термічної і атермічної складових твердорастворного зміцнення в багатокомпонентних сплавах

М. І. Луговий, В. М. Слюняєв, М. П. Бродніковський

Твердорозчинне зміцнення багатокомпонентних сплавів проаналізовано з використанням принципу адитивності його термічної і атермічної складових. У ряді досліджень багатокомпонентних сплавів атермічною складовою нехтують. Ігнорування атермічної складової може призвести до неточного розрахунку межі плинності в цих сплавах. Це неприпустимо, тому що неправильний прогноз межі плинності зумовлює неоптимальне проектування таких сплавів.

Ключові слова: *твердорозчинне зміцнення, межа плинності, термічна та атермічна складові.*

Additivity principle of thermal and athermal components for solid solution strengthening of multicomponent alloys

M.I. Lugovy, V.M. Slyunyayev, M.P. Brodnikovskyy

Solid solution strengthening of multicomponent alloys is analyzed using the additivity principle of its thermal and athermal components. Some recent studies of multi-principal element alloys ignore the athermal component. Ignoring the athermal component may result in inaccurate calculation of yield stress in a multicomponent alloy. This is intolerable since incorrect prediction of yield stress leads to non-optimal designing such alloys.

Keywords: *solid solution hardening, yield strength, thermal component, athermal component.*